

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-1748

(P2000-1748A)

(43) 公開日 平成12年1月7日 (2000.1.7)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テマコード* (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 S 4 K 0 3 7
C 2 1 D 9/48		C 2 1 D 9/48	E
C 2 2 C 38/14		C 2 2 C 38/14	

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 12 頁)

(21) 出願番号 特願平10-171701

(22) 出願日 平成10年6月18日 (1998.6.18)

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 八尋 太郎

岡山県倉敷市水島川崎通1丁目 (番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

(72) 発明者 花澤 利健

岡山県倉敷市水島川崎通1丁目 (番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

(74) 代理人 100080687

弁理士 小川 順三 (外1名)

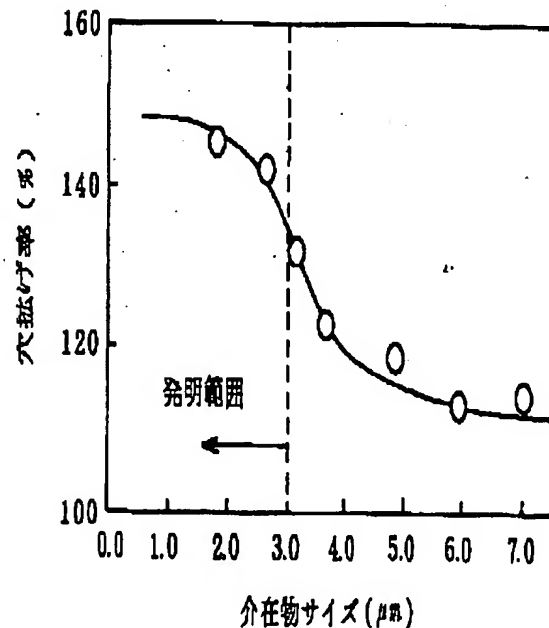
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 表面性状が良好で伸びフランジ性に優れる深絞り用鋼板およびその製造方法

## (57) 【要約】

【課題】 表面性状、伸びフランジ性に優れる鋼板とその製造方法を提案する。

【解決手段】  $C \leq 0.010 \text{ wt\%}$ 、 $Si \leq 1.0 \text{ wt\%}$ 、 $Mn \leq 3.0 \text{ wt\%}$ 、 $P \leq 0.15 \text{ wt\%}$ 、 $S \leq 0.05 \text{ wt\%}$ 、 $N \leq 0.01 \text{ wt\%}$ 、 $0.010 \text{ wt\%} \leq Ti \leq 0.50 \text{ wt\%}$ 、 $Nb : 0.001 \sim 0.1 \text{ wt\%}$ 、 $B : 0.0001 \sim 0.05 \text{ wt\%}$ 、 $Ca$  および/または金属 REM  $\geq 0.0005 \text{ wt\%}$  を含むとともに、非酸化物 Ti (Ti\*) を  $0.005 \sim 0.1 \text{ wt\%}$ 、 $Al$  を  $wt\%Ti / wt\%Al \geq 5$  又は  $Al \leq 0.010 \text{ wt\%}$ 、かつ  $wt\%Ti / wt\%Al < 5$  の範囲で含有し、酸化物系介在物は平均サイズが  $3 \mu m$  以下、かつ  $10 \mu m$  以下のものがその90%以上を占める鋼板であって、その製造に当たっては、スラブを、 $900 \sim 1300^\circ C$  で加熱・均熱し、 $650 \sim 960^\circ C$  の温度で仕上圧延を終了して  $400 \sim 750^\circ C$  の温度で巻取り、その後、 $50 \sim 95\%$  の圧下率で冷間圧延を施してから、 $700 \sim 920^\circ C$  で再結晶焼鈍を施す。



#### 【特許請求の範囲】

【請求項1】  $C \leq 0.010 \text{ wt\%}$ 、 $Si \leq 1.0 \text{ wt\%}$ 、 $Mn \leq 3.0 \text{ wt\%}$ 、 $P \leq 0.15 \text{ wt\%}$ 、 $S \leq 0.05 \text{ wt\%}$ 、 $N \leq 0.01 \text{ wt\%}$ 、 $0.010 \text{ wt\%} \leq Ti \leq 0.50 \text{ wt\%}$ 、ただし上記Tiのうち0.005～0.1 wt%は非酸化物Ti (Ti\*) の形態で含有し、Nb: 0.001～0.1 wt%、B: 0.0001～0.05 wt%、Caおよび/または金属REM  $\geq 0.0005 \text{ wt\%}$ を含むとともに、下記(1)式または(2)式を満たす範囲のAlを含有し、残部Feおよび不可避の不純物よりなり、そして酸化物系介在物は平均サイズが $3 \mu\text{m}$ 以下、かつ $10 \mu\text{m}$ 以下のものがその90%以上を占めることを特徴とする、表面性状が良好で伸びフランジ性に優れた深絞り用鋼板。

記

$\text{wt\%Ti} / \text{wt\%Al} \geq 5 \dots\dots(1)$

$Al \leq 0.010 \text{ wt\%}$ 、かつ $\text{wt\%Ti} / \text{wt\%Al} < 5 \dots\dots(2)$

【請求項2】 請求項1に記載の鋼板において、鋼中の介在物が、

CaO および/またはREM酸化物：合計量で5 wt%以上50 wt%以下、

Ti酸化物：90 wt%以下、

Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>：70 wt%以下、の酸化物系介在物を主に含むことを特徴とする、表面性状が良好で伸びフランジ性に優れた深絞り用鋼板。

【請求項3】  $C \leq 0.010 \text{ wt\%}$ 、 $Si \leq 1.0 \text{ wt\%}$ 、 $Mn \leq 3.0 \text{ wt\%}$ 、 $P \leq 0.15 \text{ wt\%}$ 、 $S \leq 0.05 \text{ wt\%}$ 、 $N \leq 0.01 \text{ wt\%}$ 、 $0.010 \text{ wt\%} \leq Ti \leq 0.50 \text{ wt\%}$ 、ただし上記Tiのうち0.005～0.1 wt%は非酸化物Ti (Ti\*) の形態で含有し、Nb: 0.001～0.1 wt%、B: 0.0001～0.05 wt%、Caおよび/または金属REM  $\geq 0.0005 \text{ wt\%}$ を含むとともに、下記(1)式または(2)式を満たす範囲のAlを含有し、残部Feおよび不可避の不純物よりなる鋼片を、900～1300℃で加熱均熱し、650～960℃の温度で仕上圧延を終了して400～750℃の温度で巻取り、その後、50～95%の圧下率で冷間圧延を施してから、700～920℃で再結晶焼鈍を施すことを特徴とする、酸化物系介在物は平均サイズが $3 \mu\text{m}$ 以下、かつ $10 \mu\text{m}$ 以下のものがその90%以上を占めていて、表面性状が良好で伸びフランジ性に優れた深絞り用鋼板の製造方法。

記

$\text{wt\%Ti} / \text{wt\%Al} \geq 5 \dots\dots(1)$

$Al \leq 0.010 \text{ wt\%}$ 、かつ $\text{wt\%Ti} / \text{wt\%Al} < 5 \dots\dots(2)$

【請求項4】 請求項3に記載の方法において、鋼中の介在物が、

CaO および/またはREM酸化物：合計量で5 wt%以上50 wt%以下、

Ti酸化物：90 wt%以下、

Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>：70 wt%以下、の酸化物を主に含むことを特徴とする、表面性状が良好で伸びフランジ性に優れた深絞り用鋼板の製造方法。

#### 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、表面性状が良好な深絞り用鋼板およびその製造方法に関し、とくに表面性状とともに成形性ならびに伸びフランジ性も優れた鋼板、例えば冷延鋼板ならびに溶融亜鉛めっき鋼板、電気亜鉛めっき鋼板、すずめっき鋼板、ほうろう被覆鋼板、塗装鋼板その他の表面処理用鋼板およびそれらの製造方法に関するものである。とくに本発明は、好適なTi脱酸により、鋼中の酸化物系介在物、すなわち、巨大クラスター状介在物の生成を抑制して鋼板の表面性状を改善すると共に、介在物を微細分散化することにより穴抜け成形時のクラックの起点を減少させて伸びフランジ性を改善してなる極低炭素鋼板を提供しようとするものである。

#### 【0002】

【従来の技術】鋼の脱酸は、当初、特公昭44-18066号公報に開示されているように、フェロチタンで行われていた。しかし近年では、酸素濃度の安定した鋼を低コストで製造するために、Alにて脱酸するAl脱酸鋼が主流となっている。

【0003】鋼のAl脱酸は、ガス攪拌やRH脱ガス装置を用い、生成酸化物を凝集させて、浮上分離する方法であるが、この場合、鋳片中にはAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>酸化物が不可避に残留することになる。しかも、このAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>はクラスター状になるため分離しにくく、時には数100  $\mu\text{m}$ 以上のものクラスター状介在物が残留する。もし、このようなクラスター状の介在物が鋳片表層部に捕捉されると、ヘゲ、スリーバのような表面欠陥につながるようになるから、美観を必要とする自動車用鋼板では致命的な欠陥となる。また、Al脱酸では、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>がタンディッシュからモールドへ注入するために使用するイメージンノズルの内壁に付着し、ノズル閉塞をひき起こすという問題があった。

【0004】このようなAl脱酸に伴う上述した問題に対し、アルミキルドした溶鋼中にCaを添加することにより、CaO、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>複合酸化物を生成させる方法が提案されている。(例えば、特開昭61-276756号公報、特開昭58-154447号公報および特開平6-49523号公報)。この方法におけるCa添加の目的は、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>とCaとを反応させてCaO・Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、12CaO・Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、3CaO・Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>等の低融点複合酸化物を形成することにより、上述した問題点を克服しようとするところにある。

【0005】しかしながら、溶鋼中へCaを添加すると、このCaが鋼中のSと反応してCaSを形成し、このCaSが発錆の原因をつくる。この点、特開平6-559号公報では、発錆を防止するために、鋼中に残留するCa量を5 ppm以上10 ppm未満とする方法を提案している。しかし、Ca量を10 ppm未満にしたとしても、鋼中に残留するCaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>系酸化物の組成が適正でない場合、特にCaO濃度が30%以上の酸化物の場合、その酸化物中のSの溶解

#### 【発明の詳細な説明】

度が増加し、温度低下時や凝固時に介在物内周囲にCaSが不可避に生成する。その結果、そのCaSが起点となって錆が発生し、製品板の表面性状の劣化を招くようになる。また、このような発錆点が残留したままめっき、あるいは塗装のような表面処理を行うと、処理後にどうしても表面ムラが発生する。一方で、介在物中のCaO濃度が20%以下と低くかつAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>濃度が高い場合、特にAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>濃度が70%以上の場合には、介在物の融点が上がリ、介在物どうしが焼結しやすくなるため、連続鋳造時にノズル詰まりが発生しやすくなるだけでなく、鋼板表面にはヘゲ、スリーバ等が発生し、表面性状を著しく悪化させるという問題があった。

【0006】これに対し、近年に至り、Alを添加せず、Tiで脱酸する方法が、特開平8-239731号公報として開発されている。このようなAlレスTi脱酸の方法は、Al脱酸法に比べ、到達酸素濃度が高く介在物量は多いが、クラスター状の酸化物は生成しない。とくに生成する介在物の形態がTi酸化物-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>系となり、2~50μm程度の粒状の酸化物が分散した状態を呈する。そのため、介在物がクラスター状になることに起因する上述した表面欠陥は減少する。しかしながら、このTi脱酸の場合、Al≤0.005 wt%の溶鋼では、Ti濃度が0.010 wt%以上になると、固相状態のTi酸化物がタンディッシュノズルの内面に地金を取り込んだ形で付着成長し、かえってノズルの閉塞を誘発するという新たな問題があった。

【0007】このような問題（ノズルの閉塞防止）を解決するために、特開平8-281391号公報では、AlレスTi脱酸鋼において、ノズルを通過する溶鋼の酸素量を制限することにより、ノズル内面に成長するTi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>の成長を防止する方法を提案している。しかし、この方法の場合、酸素量の制限にも限界があることから、処理量が限られる(800トン程度)という別の問題があった。また、閉塞の進行とともにモールド内湯面のレベル制御が不安定になるため、根本的な解決にはなっていないのが実情である。

【0008】また、この特開平8-281390号公報に開示の技術は、タンディッシュノズルの閉塞防止策として、溶鋼のSi濃度を適正化して介在物組成をTi<sub>3</sub>O<sub>5</sub>-SiO<sub>2</sub>系にすることにより、ノズル内面に成長するTi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>の成長を防止する方法を提案している。しかし、単にSi濃度を増加しても介在物中にSiO<sub>2</sub>を含有させることは難しく、少なくとも(wt%Si)/(wt%Ti)>50を満足するようにしなければならない。したがって、鋼中のTi濃度が0.010 wt%の場合、SiO<sub>2</sub>-Ti酸化物を得るためには、Si濃度は0.5 wt%以上が必要となる。しかし、Siの増加は材質の硬化を招き、また、めっき性の劣化を招く。Si濃度の増加は鋼板表面性状への悪影響が大きくなり、根本的な解決方法を提供するものではない。

【0009】次に、特公平7-47764号公報では、Mn: 0.03~1.5 wt%、Ti: 0.02~1.5 wt%となるように脱酸

することにより、17~31wt%MnO-Ti酸化物からなる低融点の介在物を含有する非時効性冷延鋼板を提案している。この提案の場合、上記MnO-Ti酸化物は低融点であり、溶鋼中では液相状態となるため、溶鋼がタンディッシュノズルを通過してもノズルに付着することなくモールドに注入されるので、タンディッシュノズルの閉塞を効果的に防止できる。しかしながら、森岡泰行、森田一樹ら：鉄と鋼、81(1995)、p.40の報告にあるように、MnO: 17~31%含有するMnO-Ti酸化物を得るためには、Mn、Tiの酸素との親和力の違いから、溶鋼中のMnとTiの濃度比を、(wt%Mn)/(wt%Ti)>100にする必要がある。したがって、鋼中のTi濃度が0.010 wt%の場合、所要のMnO-Ti酸化物を得るためには、Mn濃度は1.0 wt%以上が必要である。しかし、Mn含有量が1.0 wt%を超えると材質が硬化する。従って、17~31wt%MnO-Ti酸化物からなる介在物を形成することは実際上困難であった。

【0010】さらに、特開平8-281394号公報では、AlレスTi脱酸鋼においてタンディッシュノズルの閉塞の防止策として、ノズルにCaO・ZrO<sub>2</sub>粒を含有する材料を用いることにより、溶鋼中のTi<sub>3</sub>O<sub>5</sub>がノズルに捕捉された場合、TiO<sub>2</sub>-SiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CaO-ZrO<sub>2</sub>系の低融点介在物にしてその成長を防止する方法を提案している。しかしながら、溶鋼中の酸素濃度が高い場合、付着介在物のTiO<sub>2</sub>濃度が高くなって低融点化しないため、ノズル閉塞を防止することにはつながらず、一方で酸素濃度が低い場合にはノズルが溶損する問題があり、十分な対策にはなっていない。

【0011】さらに、上掲のノズル詰まり防止に関する各従来技術は、連続鋳造プロセスにおいて、溶鋼をタンディッシュノズルからモールドへ注入するための浸漬ノズルには依然としてArガスやN<sub>2</sub>ガスを吹き込んで鋳造する必要がある。しかし、その吹き込んだガスが鋳片の凝固シェルに捕捉され、気泡性欠陥になるという問題が残されていた。

【0012】ところで、極低炭素冷延鋼板の場合、一般に、自動車の外板および内板として広く使用されている。とくに、深絞り成形性が要求される部位には、高いr値(ランクフォード値)が求められている。このr値は、鋼板の結晶方位に強く依存することが知られており、{111}再結晶集合組織を発達させることにより上昇させることができる。このことから従来、r値を高めるために、{111}再結晶集合組織を発達させる方法として、鋼成分、熱延条件、冷延条件および焼鈍条件について種々検討されてきた。再結晶焼鈍を高温で行うと、{111}再結晶集合組織が強く発達し、r値が上昇することが知られている。ところで、近年、自動車の車体部品については、車体の軽量化や車体の剛性向上を目的として、数個の部品を一体として成形する傾向がたかまっている。しかし、大型部品のプレス成形は難しく、特に

ブランク板に穴を開けて所定の形状に成形するときには、穴部の周辺で伸びフランジ割れが発生し易い。この伸びフランジ性に関して、例えば特開平6-299288号公報には、直径：0.1 μm以上のりん化合物を0.05%以下にする技術が開示されている。しかしながら、この技術では、伸びフランジ性はある程度改善されるものの、前述した表面性状に関しては相変わらず解決されないままであった。

【0013】なお、Ti脱酸鋼を用いた深絞り用冷延鋼板の製造技術については、特公平7-47764号公報および特開平8-239731号公報などの開示にもあるように、Ti脱酸鋼はAl脱酸鋼よりもr値が0.1~0.2高い特性が得られることが開示されている。しかしながら、これらの従来技術は、伸びフランジ性に関してまでは全く検討しておらず、しかもこれらの溶製法はもともと製鋼上の問題も抱えていた。

【0014】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、従来技術が抱える上述した問題点を解決課題とするものである。本発明の第1の目的は、表面性状、成形性、深絞り性がともに優れる鋼板とその製造方法を提案することにある。本発明の第2の目的は、連続鋳造時のノズル詰まり防止に対して有効でクラスター状介在物の生成阻止にも有効な深絞り用鋼板の製造技術を提案することにある。本発明の第3の目的は、表面性状に加えさらに伸びフランジ性に優れた深絞り用鋼板を提供することにある。そして、本発明の第4の目的は、表面性状に加えさらにr値や伸びフランジ性の良好な、冷延鋼板ならびに溶融亜鉛めっき鋼板、電気亜鉛めっき鋼板、すずめっき鋼板、塗装鋼板などの表面処理用鋼板を製造するための深絞り用鋼板の製造技術を提案することにある。

【0015】

【課題を解決するための手段】発明者らは、上記の目的を達成すべく鋭意研究を重ねた結果、鋼中に残留する酸化物系介在物は、そのサイズおよび組成が特定の範囲であれば、上述したノズル詰まりを招くことなく、しかも介在物をクラスター状に巨大化させずに微細分散化することができ、さらには、穴抜き成形時のクラックの起点を減少させることができ伸びフランジ性を大幅に改善できることを見出し、本発明に想到した。

【0016】このような知見の下に開発した本発明は、 $C \leq 0.010 \text{ wt\%}$ 、 $Si \leq 1.0 \text{ wt\%}$ 、 $Mn \leq 3.0 \text{ wt\%}$ 、 $P \leq 0.15 \text{ wt\%}$ 、 $S \leq 0.05 \text{ wt\%}$ 、 $N \leq 0.01 \text{ wt\%}$ 、 $0.010 \text{ wt\%} \leq Ti \leq 0.50 \text{ wt\%}$ 、ただし上記Tiのうち0.005~0.1 wt%は非酸化物Ti (Ti\*) の形態で含有し、 $Nb : 0.001 \sim 0.1 \text{ wt\%}$ 、 $B : 0.0001 \sim 0.05 \text{ wt\%}$ 、Caおよび/または金属REM  $\geq 0.0005 \text{ wt\%}$ を含むとともに、下記(1)式または(2)式を満たす範囲のAlを含有し、残部Feおよび不可避的不純物よりなり、そして酸化物系介在物は平均サイズが3 μm以下、かつ10 μm以下のものがその90%以上を占め

ることを特徴とする、表面性状が良好で伸びフランジ性に優れる深絞り用鋼板である。

記

$\text{wt\%Ti} / \text{wt\%Al} \geq 5 \dots\dots(1)$

$Al \leq 0.010 \text{ wt\%}$ 、かつ $\text{wt\%Ti} / \text{wt\%Al} < 5 \dots\dots(2)$

【0017】なお、本発明の鋼板においては、鋼中の介在物が、CaO および/またはREM酸化物：合計量で5 wt%以上50wt%以下、Ti酸化物：90wt%以下、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>：70wt%以下、あるいはさらにSiO<sub>2</sub>：30wt%以下、MnO：15wt%以下を含むことが好ましい。

【0018】さらに本発明は、 $C \leq 0.010 \text{ wt\%}$ 、 $Si \leq 1.0 \text{ wt\%}$ 、 $Mn \leq 3.0 \text{ wt\%}$ 、 $P \leq 0.15 \text{ wt\%}$ 、 $S \leq 0.05 \text{ wt\%}$ 、 $N \leq 0.01 \text{ wt\%}$ 、 $0.010 \text{ wt\%} \leq Ti \leq 0.50 \text{ wt\%}$ 、ただし上記Tiのうち0.005~0.1 wt%は非酸化物Ti (Ti\*) の形態で含有し、 $Nb : 0.001 \sim 0.1 \text{ wt\%}$ 、 $B : 0.0001 \sim 0.05 \text{ wt\%}$ 、Caおよび/または金属REM  $\geq 0.0005 \text{ wt\%}$ を含むとともに、下記(1)式または(2)式を満たす範囲のAlを含有し、残部Feおよび不可避的不純物よりなる鋼片を、900~1300℃で加熱一均熱し、650~960℃の温度で仕上圧延を終了して400~750℃の温度で巻取り、その後、50~95%の圧下率で冷間圧延を施してから、700~920℃で再結晶焼鈍を施すことを特徴とする、酸化物系介在物は平均サイズが3 μm以下、かつ10 μm以下のものがその90%以上を占めていて、表面性状が良好で伸びフランジ性に優れる深絞り用鋼板の製造方法を提案する。

記

$\text{wt\%Ti} / \text{wt\%Al} \geq 5 \dots\dots(1)$

$Al \leq 0.010 \text{ wt\%}$ 、かつ $\text{wt\%Ti} / \text{wt\%Al} < 5 \dots\dots(2)$

【0019】なお、本発明にかかる上記の方法においては、鋼中の介在物が、CaO および/またはREM酸化物：合計量で5 wt%以上50wt%以下、Ti酸化物：90wt%以下、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>：70wt%以下、あるいはさらにSiO<sub>2</sub>：30wt%以下、MnO：15wt%以下を含むことが好ましい。

【0020】

【発明の実施の形態】はじめに、本発明に想到するに至った契機となる実験研究について説明する。この実験は、 $C : 0.002 \text{ wt\%}$ 、 $Si : 0.02 \text{ wt\%}$ 、 $Mn : 0.1 \text{ wt\%}$ 、 $P : 0.01 \text{ wt\%}$ 、 $S : 0.006 \text{ wt\%}$ 、 $Al : 0.005 \text{ wt\%}$ 、 $N : 0.002 \text{ wt\%}$ 、 $Nb : 0.005 \text{ wt\%}$ 、 $B : 0.0004 \text{ wt\%}$ 、 $Ti : 0.02 \sim 0.05 \text{ wt\%}$ 、 $O : 0.001 \sim 0.022 \text{ wt\%}$ 、 $Ca : 0.001 \text{ wt\%}$ 、 $(Ti^* / 48) - (N / 14 + S / 32) \approx 3.0 \times (C / 12)$  (Ti\*：非酸化物Ti) なる成分組成からなるシートバーを、1150℃に加熱して均熱した後、仕上温度が890℃となるように3パス圧延を行って板厚4.0 mmの熱延板とした。その後、600℃-1時間の条件でコイル巻取り処理を行った。その後さらに、80%の冷間圧延を施してから、830℃-40秒の再結晶焼鈍を施した。

【0021】図1は、上記のようにして製造した鋼板の成形性について、とくに穴抜き率に及ぼす介在物の平均サイズの影響を示したものである。ここに、穴抜き率

は、板厚：0.7 mm、打抜き穴：10mmφ、打抜きクリアランス：0.1 mm、バリ：ダイス側、ポンチ：円錐60°、ダイス：肩8.0 mm Rで測定した。図1より明らかなように、本成分系（適材）においては、穴抜け性は介在物のサイズに依存し、介在物の平均サイズが3 μm以下の時に高い伸びフランジ性が得られることが判明した。以下本発明について詳細に説明する。

#### 【0022】(i) 鋼成分

本発明にかかる鋼板の成分組成は、

$C \leq 0.010 \text{ wt\%}$ 、 $Si \leq 1.0 \text{ wt\%}$ 、 $Mn \leq 3.0 \text{ wt\%}$ 、 $P \leq 0.15 \text{ wt\%}$ 、 $S \leq 0.05 \text{ wt\%}$ 、 $N \leq 0.01 \text{ wt\%}$ 、 $0.010 \text{ wt\%} \leq Ti \leq 0.50 \text{ wt\%}$ 、 $Nb : 0.001 \sim 0.1 \text{ wt\%}$ 、 $B : 0.0001 \sim 0.05 \text{ wt\%}$ 、Caおよび/または金属REM  $\geq 0.0005 \text{ wt\%}$ を含むとともに、 $\text{wt\%Ti} / \text{wt\%Al} \geq 5$ 、あるいは $Al \leq 0.010 \text{ wt\%}$ かつ $\text{wt\%Ti} / \text{wt\%Al} < 5$ の条件を満たす範囲でAlを含有し、

かつ、上記Tiのうち非酸化物形態のもの(Ti\*)の含有量は $0.005 \sim 0.1 \text{ wt\%}$ であること、

残部がFeおよび不可避的不純物からなることを特徴とする。

【0023】以下、本発明にかかる鋼板の成分組成を、上記のように限定した理由を説明する。

#### (a) $C \leq 0.010 \text{ wt\%}$

Cは、少ないほど深絞り性が向上するので少なくすることが好ましいが、精練の負荷なども考慮しかつ悪影響の出ない上限として $0.010 \text{ wt\%}$ 以下に限定した。

#### (b) $Si \leq 1.0 \text{ wt\%}$

Siは、鋼を強化する作用があり、所望の強度に応じて必要量を含有させるが、その含有量が $1.0 \text{ wt\%}$ を超えると、深絞り性が劣化するので $1.0 \text{ wt\%}$ 以下に限定した。

#### (c) $Mn \leq 3.0 \text{ wt\%}$

Mnは、鋼を強化する作用があり、所望の強度に応じて必要量を含有させるが、その含有量が $3.0 \text{ wt\%}$ を超えると、深絞り性が劣化するので $3.0 \text{ wt\%}$ 以下に限定した。

#### (d) $P \leq 0.15 \text{ wt\%}$

Pは、鋼を強化する作用があり、所望の強度に応じて必要量を含有させるが、その含有量が $0.15 \text{ wt\%}$ を超えると、深絞り性が劣化するので $0.15 \text{ wt\%}$ 以下に限定した。

#### (e) $S \leq 0.05 \text{ wt\%}$

Sは、少ないほど深絞り性が向上するので少なくすることが好ましいが、その含有量が $0.05 \text{ wt\%}$ 以下であれば、さほど悪影響が出ないので、 $0.05 \text{ wt\%}$ 以下に限定した。

#### (f) $N \leq 0.01 \text{ wt\%}$

Nは、少ないほど深絞り性が向上するので少なくすることが好ましいが、その含有量が $0.01 \text{ wt\%}$ 以下であれば、さほど悪影響が出ないので、 $0.01 \text{ wt\%}$ 以下に限定した。

#### (g) $0.010 \text{ wt\%} \leq Ti \leq 0.50 \text{ wt\%}$

Tiは、本発明鋼板においては最も重要な役割りを担う成分であり、Ti脱酸により、酸化物系介在物のサイズは、平均で3 μm以下、かつ10 μm以下のものがその90%以

上（面積率、以下同じ）を占めるものとなり、この微細な酸化物系介在物の形成により、穴抜け成形時のクラックの起点を減じ伸びフランジ性を向上させる。さらに、この微細な酸化物は、熱延板の微細化にも有効に作用するため、冷延一焼鈍後に{111}再結晶集合組織を発達させてr値を高くする。このTi含有量が $0.010 \text{ wt\%}$ 未満では、添加の効果、即ち微細酸化物の量が少なすぎるため、上述の所期した効果が得られなくなることから、下限を $0.010 \text{ wt\%}$ 以上に限定した。このTiは、 $0.025 \text{ wt\%}$ 以上の添加でより有効に作用する。ただし、 $0.50 \text{ wt\%}$ を超えて添加すると薄鋼板では材質が硬化して所期の材料特性を損なうばかりか、コスト上昇をも招くことになるので、上限を $0.50 \text{ wt\%}$ とする。

#### 【0024】(h) Al

Alは、本発明においては重要な役割りを担う成分であり、 $\text{wt\%Ti} / \text{wt\%Al} \geq 5$ 、あるいは $Al \leq 0.010 \text{ wt\%}$ かつ $\text{wt\%Ti} / \text{wt\%Al} < 5$ のいずれかの条件を満たす必要がある。前記条件が満たされなくなると、Al脱酸鋼となり、巨大なAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>のクラスターが多量に生成し、鋼片の表面性状を劣化させるとともに、酸化物系介在物が、平均サイズ3 μm以下、かつ10 μm以下のものがその90%以上という条件を満たさなくなり、伸びフランジ性が低下してしまう。したがって、Al含有量は上記またはの条件を満足する必要がある、これら条件のうち特に、の条件は、本発明の目的を達成する上で好ましい範囲である。

#### 【0025】(i) Caおよび/または金属REM $\geq 0.0005 \text{ wt\%}$

Caおよび金属REMは、本発明にかかる鋼板において重要な役割りを担う成分であり、CaおよびREMのいずれか1種または2種を合計で $0.0005 \text{ wt\%}$ 以上添加する必要がある。すなわち、溶鋼をTi脱酸した後、さらにCaおよびREMのいずれか1種または2種を合計で $0.0005 \text{ wt\%}$ 以上添加することにより、溶鋼中の酸化物組成を、Ti酸化物：90wt%以下、好ましくは20wt%以上90wt%以下、さらに好ましくは85wt%以下、CaOおよび/またはREM酸化物：5wt%以上、好ましくは8wt%以上50wt%以下で、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>が70wt%以下となる低融点の酸化物系介在物となるように調整する。このような調整を行うと、連続铸造時に、地金を含んだTi酸化物のノズルへの付着を阻止して、ノズル閉塞を無くすることができる。さらに、CaOおよび/またはREM酸化物は、冷延一焼鈍後の粒成長および熱延板の細粒化に寄与できる。このような低融点で溶鋼との濡れ性がよい酸化物に制御することにより、溶鋼中での酸化物同志の凝集、クラスター状の成長を防止可能になる。なお、過剰なCa、REMの添加は発錆をもたらす原因ともなるので、合計量で $0.005 \text{ wt\%}$ 以下の範囲で添加するのが望ましい。

#### 【0026】(j) 非酸化物Ti(Ti\*) $= 0.005 \sim 0.1 \text{ wt\%}$

非酸化物Tiとは、全Tiのうち、鋼中で酸化物状態で存在しないTi、すなわち炭化物、窒化物、硫化物などとして存在したり、固溶状態で存在するTiの総量を意味し、次の方法で求めたものである。

非酸化物Ti量=全Ti量-酸化物Ti

ここで、酸化物Ti=全O量×鋼中介在物のE PMAによるTi濃度 (wt%) / 鋼中介在物のE PMAによるO濃度 (wt%) である。そして、E PMAによるTi濃度およびO濃度は、鋼中に存在する3~10μmの酸化物系介在物をランダムに10個選び出してE PMAで濃度を測定し、その平均値を用いる。こうして求めた非酸化物Tiは、本発明にかかる鋼板において、きわめて重要な役割を担う成分であり、鋼中の固溶C、固溶N、固溶Sを炭化物、窒化物、硫化物として析出固定して低減させることにより深絞り性の劣化を防止する効果がある。その量が0.005 wt%未満では効果がなく、一方0.1wt%を超えてもそれ以上の効果は得られず、逆に深絞り性劣化につながるもので0.005 ~0.1 wt%と限定した。なお、このTi\*量は0.01wt%以上の範囲が望ましい。そして、この非酸化物Ti (Ti\*) の量は、C、N、S各含有量との関係において、 $(C/12) \leq (Ti^*/48) - (N/14 + S/32) \leq 10(C/12)$  の関係式を満足して含有させることが好ましい。その理由は、 $(C/12) > (Ti^*/48) - (N/14 + S/32)$  では、熱延板中に多量の固溶Cが残留するため、冷延-焼鈍後の深絞り性が劣り、一方、 $(Ti^*/48) - (N/14 + S/32) > 10(C/12)$  の量の非酸化物Tiは、逆に深絞り性を劣化させるからである。

【0027】(k) Nb: 0.001 ~0.1 wt%

Nbは、熱延板の組織を微細化することにより、冷延-焼鈍後のr値を向上させる効果がある。その添加量が0.001 wt%未満では添加効果がなく、一方0.1wt%を超えて添加しても添加の効果が飽和し、逆に深絞り性の劣化につながるもので、0.001 ~0.1 wt%の範囲とした。

(l) B: 0.0001 ~0.05wt%

Bは、鋼の耐二次加工脆性の改善のために添加されるが、その添加量が0.0001wt%未満では添加効果がなく、一方0.05wt%を超えて添加すると逆に深絞り性の劣化につながるもので、0.0001 ~0.05wt%に限定した。

【0028】(2) 鋼片および鋼板の介在物

本発明の鋼板については、酸化物系介在物は鋼板幅方向(圧延直角方向)の寸法で、平均サイズが3μm以下、かつ10μm以下のものがその90%以上(面積率で)を占める微細な介在物を含有することが必要である。ところで、鋼片(スラブ)中に存在する介在物の寸法は、圧延により、圧延方向には伸長するものの、板幅方向にはほとんど変化しない。従って、鋼板幅方向の介在物寸法を所定の範囲内に保つためには、鋼片段階で介在物寸法を制御する必要がある。このため、鋼片中に含まれる微細酸化物系介在物の制御は、本発明の重要な構成要素の1つである。特に、本発明方法の下で生成する介在物は、

幅(圧延直角方向寸法)が前記サイズを満足する粒状または破断状の酸化物系介在物である。幅が前記サイズを満たす酸化物系介在物であれば、熱延時の結晶粒微細化ならびに穴拡げ成形時のクラック起点の減少による伸びフランジ性の向上が達成できる。前記の条件を満たさない大きい介在物ではこのような改善効果は得られない。このことから、該酸化物系介在物は、平均サイズが3μm以下、かつ10μm以下のものがその90%以上(面積率)は存在する必要がある。また、かかる酸化物系介在物は、含有量が0.002 wt%より少ないと、冷延-焼鈍時の粒成長には効果がなく、一方、0.015 wt%よりも多く含有すると逆に深絞り性が劣化するので、0.002 ~0.015 wt%の範囲とすることが望ましい。なお、深絞り性の観点からは、酸化物系介在物の含有量は、0.004 ~0.012 wt%がより好ましい。ここで、前記サイズを有する粒状または破断状の酸化物系介在物とは、鋼スラブで生成した酸化物系介在物であって、比較的大きなものは熱延および冷延にて圧延方向に分断された破断状の酸化物系介在物をいい、また比較的小さなものは、その形を維持しているような粒状の酸化物系介在物をいう。

【0029】(3) 鋼板の製造方法

製鋼工程: この工程は、本発明の場合とくに限定されるものではないが、以下に好ましい処理方法を例示する。素材は、極低炭素鋼であって、 $Ti \geq 0.010$  wt%とし、 $wt\%Ti / wt\%Al \geq 5$ 、あるいは $Al \leq 0.010$  wt%かつ $wt\%Ti / wt\%Al < 5$ のいずれかの条件を満たす成分組成を有する鋼を溶製する必要がある。この場合において、調整成分としてのTiを $Ti \geq 0.010$  wt%にする理由は、 $Ti < 0.010$  wt%では脱酸素能力が弱く、溶鋼中の全酸素濃度が高くなり、伸び、絞り等の材料特性が悪化するためである。ただし、この場合でも、Si、Mnの濃度を高めて脱酸力を増加することも考えられるが、 $Ti < 0.010$  wt%ではSiO<sub>2</sub>またはMnO含有介在物が大量に生成し、鋼材質の硬化やめっき性の劣化を招く。これを防ぐには、 $(wt\%Ti) / (wt\%Al) \geq 5$ 、 $(wt\%Mn) / (wt\%Ti) < 100$  とすることが好ましく、この場合、介在物中のTi酸化物濃度は20%以上となる。

【0030】また、 $wt\%Ti / wt\%Al \geq 5$ 、あるいは $Al \leq 0.010$  wt%かつ $wt\%Ti / wt\%Al < 5$ のいずれかの条件にする理由は、これらの条件を満たさない条件ではTi脱酸鋼ではなくAl脱酸鋼となり、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>濃度が70%以上のAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>クラスターが大量に生成するからである。本発明は、介在物をTi酸化物を主体とする介在物中に、後述するようにCaO、REM酸化物を含有させて所期の目的を達成しようとするものである。この点、上記2つの条件のうち、とくに $wt\%Ti / wt\%Al \geq 5$ の条件に調整することが好ましい。

【0031】本発明にかかる鋼板の製造にあたっては、まず、溶鋼をFe-Ti等のTi含有合金により脱酸し、鋼中にTi酸化物を主体とする酸化物系介在物を生成させる。



その介在物は、Alで脱酸した時のような巨大なクラスター状ではなく、1~50 $\mu$ m程度の大きさの粒状、破断状のものが多くを占める。ただし、このとき上記又はの条件を外れると、巨大なAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub> クラスターが生成する。このようなAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub> クラスターは、Ti合金を添加してTi濃度を増加しても還元できず、鋼中にクラスター状介在物として残存する。したがって、本発明にかかる鋼板については、この製造の段階で、まず溶鋼中に適当なTi酸化物を生成させるようにすることが好ましい。

【0032】なお、本発明法の下では、Alで脱酸する従来方法に比べると、Ti合金の歩留りが悪く、しかも、Ca、REMを含有するため介在物組成調整用合金は高価である。このことから、かかるTi合金の溶鋼中への添加は、介在物の組成制御が可能な範囲内でできるだけ少量で済むように行うのが経済的で好ましい。この意味において、Ti含有合金等の脱酸材の添加の前には、溶鋼中の溶存酸素、スラブ中のFeO、MnOを低下させるために予備脱酸することが望ましい。この予備脱酸は、脱酸後の溶鋼中のAl $\leq$ 0.010 wt%となるような少量のAlによる脱酸、SiやFeSi、MnやFeMnの添加によって行う。

【0033】上述したように、Ti脱酸により生成したTi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>  $\geq$ 70%のTi酸化物系介在物を生成した鋼板というのは、その介在物が2~20 $\mu$ m程度の大きさにて鋼中に分散するため、クラスター状の介在物による表面欠陥はなくなる。しかしながら、Ti酸化物は溶鋼中では固相状態であり、また、極低炭素鋼は鋼の凝固温度が高いため、地金を取り込んだ形でタンディッシュノズルの内面に成長し、ノズルの閉塞を誘発するおそれがある。

【0034】そこで、本発明においては、Ti合金により脱酸した後、さらに0.0005wt%以上になるようにCaおよびREMのいずれか1種または2種を添加して、溶鋼中ひいては鋼板中の酸化物組成を、Ti酸化物：20wt%以上90wt%以下好ましくは85wt%以下、CaO および／またはREM酸化物：5wt%以上好ましくは8wt%以上50wt%以下、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が70wt%以下である低融点の酸化物系介在物とする。そうすると、地金を取り込んだTi酸化物のノズルへの付着を有効に防止することが可能になる。なお、より望ましい介在物の組成は、Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>：30wt%以上80wt%以下、CaO、REM酸化物（La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、Ce<sub>2</sub>O<sub>3</sub>等）：10wt%以上40wt%以下である。上記介在物のTi酸化物が20wt%以下ではTi脱酸鋼ではなく、Al脱酸鋼となり、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>濃度が高まるためノズル詰まりが発生し、また、CaO、REM酸化物濃度が高くなると発錆が悪化するため、Ti酸化物濃度は20wt%以上とする。一方、Ti酸化物濃度が90wt%以上では、CaO、REM酸化物が少なくノズル詰まりが発生するためTi酸化物濃度は20wt%以上90wt%以下とする。

【0035】また、上記介在物中のAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>については、70wt%を越えると高融点組成となるためにノズル閉塞が起きるだけでなく、介在物の形状がクラスター状にな

り、製品板での非金属介在物性の欠陥が増加する。

【0036】上述したように、本発明における鋼中の酸化物系介在物は、CaO および／またはREM酸化物を合計量で5wt%以上50wt%以下、Ti酸化物を90wt%以下およびAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>を70wt%以下含有したTi酸化物を主とする必要がある。上記酸化物系介在物中には、前記酸化物のほかさらに、SiO<sub>2</sub>、MnOなどの酸化物を含むことができる。この場合、上記介在物中のSiO<sub>2</sub>の含有量については30wt%以下、MnOについては15wt%以下に制御することが望ましい。この理由は、これらがそれぞれの量を上回ると、本発明で対象とするチタンキルド鋼とは言えないし、こうした組成のもとでは、Ca添加を行わなくてもノズル詰まりはなく、発錆の問題も無くなるためである。しかも、前述したように、介在物中にSiO<sub>2</sub>、MnOを含有させるためには、溶鋼のSi、Mn濃度をMn/Ti $>$ 100、Si/Ti $>$ 50にすることが好ましい。このほかに、本発明の酸化物中には、ZrO<sub>2</sub>、MgOなどを5wt%以下の範囲で混入させることが許容される。なお、以上説明した鋼中の酸化物系介在物の組成は、酸化物系介在物を任意に10個抽出し、その平均値（分析値）から求めるものとする。

【0037】本発明にかかる鋼板にあっては、従来のAl脱酸した鋼に比べ、Ti合金の歩留りが悪く、Ca、REMを添加することから高価になる。このことから、鋼中介在物の組成制御はできるだけ少ない量で済むように調整することが好ましく、できればTi脱酸前の溶鋼中の溶存酸素濃度は200 ppm 以下になるように予備脱酸することが望ましい。この予備脱酸は、真空中での溶鋼攪拌、少量のAlによる脱酸（脱酸後のAlが溶鋼中0.010 wt%以下）、SiやFeSi、MnやFeMnによる脱酸によって行うことが好ましい。

【0038】上述した本発明にかかる脱酸法では、50 $\mu$ m以上の介在物はほとんど生成しない。このことは一般に、50 $\mu$ m以上の介在物はスラグかモールドパウダー等の外来性の介在物が主因であるためである。50 $\mu$ m以下の介在物量は酸化物系介在物全量の80wt%以上存在させることがコイルの表面欠陥やノズル詰まりを防止する上で望ましい。そして、とくに本発明では、この酸化物系介在物に関し、平均サイズが3 $\mu$ m以下、かつ10 $\mu$ m以下のものがその80%以上を占めるように、一層微細なサイズに制御して、穴抜け成形時のクラックを減らし、伸びフランジ性を向上させるのである。

【0039】本発明において、生成する介在物の組成を上記のように制御した場合、連続 casting時にタンディッシュノズルおよびモールドの浸漬ノズル内面に酸化物等が付着するのを完全に防止することができる。従って、タンディッシュや浸漬ノズル内に、酸化物等の付着防止のためのArやN<sub>2</sub>等のガスを吹き込む必要がなくなる。その結果、連続 casting時のパウダー巻き込みによる鋳片のパウダー性欠陥や、吹き込んだガスによる気泡性の欠陥が鋳片に発生するのを防止できるという効果が得られる。

【0040】熱間圧延工程：熱間圧延に先立って行うスラブの加熱は、900～1300℃の温度で行う。この理由は、900℃以下のスラブ加熱温度では、圧延時の荷重負荷が高くなりすぎて操業上の問題が生じる。一方、1300℃を超える高い温度では、圧延前の結晶粒径が大きくなりすぎるため、熱延板が微細化しない。したがって、スラブ加熱温度は900～1300℃に限定する。なお、このスラブ加熱温度は、深絞り性の観点からは1200℃以下が好ましい。なお、連続鋳造から圧延にかけての処理において、CC-DR（連続鋳造ダイレクトローリング）またはHCR（ホットチャージローリング）を採用することは省エネルギーの観点から好ましい方法と言える。

【0041】上記熱間圧延の終了温度は、650～960℃とする。この理由は、960℃より高い温度で熱間圧延を終了すると、熱延板の結晶粒が粗大化し、冷延一焼鈍後の深絞り性が劣化する。一方、Ar3変態点以下の $\alpha$ 域で熱間圧延を終了してもよいが、その温度が650℃よりも低いと、圧延負荷の増大につながるため、仕上圧延終了温度を650～960℃に限定する。なお、熱間圧延後のコイル巻取り温度は、高温ほど析出物の粗大化に有利であるが、750℃を超えるとスケールが厚くなりすぎる等の問題が生じ、また400℃を下回ると析出物が粗大化しないので、400～750℃の範囲に限定する。

【0042】冷間圧延工程：この工程は、高い $r$ 値を得るために行う処理であり、この目的を達成するためには冷延圧下率を50～95%とすることが必要である。というのは、圧下率が50%に満たないと、優れた深絞り性が得られないからであり、一方、95%以上の圧下率で冷間圧延を施しても、それ以上の高 $r$ 値は得られず、逆に $r$ 値が低下するので、50～95%に限定する。

【0043】焼鈍工程：冷間圧延工程を経た冷延鋼板は、再結晶焼鈍を施す必要がある。焼鈍温度は700～920℃とする。というのは、焼鈍温度が700℃未満では、深絞り性に好ましい{111}再結晶集合組織が発達せず、一方、920℃を超える高温域で焼鈍を行っても、それ以上の深絞り性は得られず、逆に $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態により集合組織がランダム化し、 $r$ 値が劣化するからである。したがって、焼鈍温度は700～920℃に限定する。そして、焼鈍後の鋼帯に対しては、形状矯正、表面粗度等の調整のために、10%以下の調質圧延を加えてもよい。

【0044】なお、このようにして得られた冷延鋼板は、加工用冷延鋼板としてのみならず、加工用表面処理鋼板の原板としても適用できる。その表面処理としては、亜鉛めっき（合金系を含む）、すずめっき、ほうろう樹脂被覆等がある。また、本発明鋼板には、焼鈍または亜鉛めっき後、特殊な処理を施して、化成処理性、溶接性、プレス成形性および耐食性等の改善を行ってもよい。

【0045】

【実施例】発明例：転炉出鋼後、300tonの溶鋼をRH脱

ガス装置にて脱炭処理し、C：0.0008～0.0022wt%、Si：0.004～0.120wt%、Mn：0.06～0.45wt%、P：0.009～0.060wt%、S：0.003～0.009wt%、Nb：0.002～0.009wt%、B：0.0002～0.0006wt%に調整するとともに、溶鋼温度を1585～1615℃に調整した。この溶鋼中に、Alを0.2～0.8kg/ton添加し、溶鋼中の溶存酸素濃度を55～250ppmまで低下させた。この時の溶鋼中のAl濃度は0.001～0.003wt%であった。そしてこの溶鋼に、70wt%Ti-Fe合金を0.8～1.8kg/ton添加してTi脱酸した。その後、FeNb、FeB等を添加して成分調整を行った後に、溶鋼中には30wt%Ca-60wt%Si合金や、それにMet.Ca、Fe、5～15wt%のREMを混合した添加剤、または、90wt%Ca-5wt%Ni合金等のCa合金、REM合金のFe被覆ワイヤーを0.05～0.5kg/ton添加し処理を行った。この処理の後のTi濃度は0.026～0.058wt%、Al濃度は0.001～0.003wt%、Ca濃度は0.0005～0.0018wt%、REM濃度は0.0000～0.0020wt%であった。

【0046】次に、この溶鋼を2ストランドスラブ連続鋳造装置にて鋳造し連铸スラブを製造した。なお、このときの、タンディッシュ内溶鋼の介在物の平均的な組織は、25～85wt%Ti2O3-5～45wt%CaO-0～18wt%REM酸化物-6～41wt%Al2O3の微細な球状介在物であった。この鋳造時は、タンディッシュならびに浸漬ノズル内にArガスを吹き込まなかった。連続鋳造後に観察したところでは、タンディッシュならびに浸漬ノズル内には付着物はほとんどなかった。

【0047】次に、上記連铸スラブを熱間圧延したのち、0.8mmまで冷間圧延し、さらに、連続焼鈍ライン(CAL)または溶融亜鉛めっきライン(CGL)にて再結晶焼鈍を行った。鋼組成を表1に、介在物組成、コイルの表面性状を表2に示す。熱延、冷延および焼鈍条件を表3中に示す。なお、非酸化物Ti、機械的特性、穴拡大率等の値は前述した方法と同様に求めた。この焼鈍板にはヘゲ、スリーバ、スケールなどの非金属介在物性の欠陥は0.00～0.04個/1000m-コイル以下しか認められなかった。また、発錆量は、従来のAl脱酸と同じく問題はなかった。なお、冷間圧延後、電気めっき、溶融亜鉛めっき処理を施した鋼板の表面品質も良好であった。得られた鋼板の機械的特性、酸化物系介在物のサイズ、穴拡大率等をまとめて表3に示す。

【0048】

【表1】



	鋼板の成分 (wt%)														備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Ti/Al	Ca	REM	N	Nb	B	O	
A	0.0012	0.020	0.10	0.011	0.006	0.003	0.038	12.7	0.0015	—	0.0021	0.005	0.0004	0.0060	発明例
B	0.0008	0.020	0.14	0.012	0.006	0.003	0.048	16.0	0.0015	—	0.0028	0.004	0.0003	0.0061	発明例
C	0.0022	0.024	0.11	0.013	0.009	0.002	0.051	25.5	0.0014	—	0.0025	0.003	0.0005	0.0060	発明例
D	0.0011	0.022	0.15	0.011	0.005	0.003	0.040	13.3	0.0011	—	0.0020	0.004	0.0004	0.0062	発明例
E	0.0016	0.018	0.12	0.009	0.008	0.003	0.038	12.7	0.0005	0.0020	0.0029	0.004	0.0003	0.0063	発明例
F	0.0013	0.023	0.12	0.009	0.006	0.025	0.030	1.2	—	—	0.0019	0.006	0.0004	0.0045	比較例

【0049】  
【表2】

	酸化物系介在物組成 (wt%)						非酸化 Ti	X*	コイルの 欠陥量 個/1000m	備 考
	CaO	REM 酸化物	Ti 酸化物	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	SiO <sub>2</sub>	MnO				
A	18	0	68	13	1	0	0.030	2.9	0.005	発明例
B	20	0	58	22	0	0	0.040	6.7	0	発明例
C	22	0	64	12	1	0	0.045	2.6	0.038	発明例
D	28	0	62	9	0	1	0.033	4.2	0.008	発明例
E	10	18	60	11	0	1	0.031	1.4	0.022	発明例
F	0	0	2	98	0	0	0.030	2.8	0.450	比較例

$$* X = (Ti^* / 48 - N/14 - S/32) / (C/12)$$

Ti\* = 非酸化Ti

【表3】

【0050】

No	鋼	製 造 条 件					機械的特性				酸化物系介在物			穴拡張率 (%)	備 考
		熱延条件			冷延率 (%)	焼鈍 ライン	焼鈍 温度 (℃)	YS (MPa)	TS (MPa)	E1 (%)	r 値	平均 サイズ (μm)	3 μm 以下の 割 合 (%)		
		SRT (℃)	PDT (℃)	CT (℃)											
1	A	1150	900	600	80	CAL	830	160	320	50	2.2	2.0	95	146	発明例
2	B	1150	900	600	80	CAL	830	150	300	52	2.3	1.4	98	140	発明例
3	C	1150	900	600	80	CAL	830	150	310	50	2.1	2.8	93	136	発明例
4	D	1150	900	600	80	CGL	830	150	315	49	2.0	2.2	97	148	発明例
5	E	1150	900	600	80	CGL	830	180	320	48	2.1	2.6	92	142	発明例
6	F	1150	900	600	80	CAL	830	160	320	50	2.0	5.8	85	113	比較例
7	F	1150	900	600	80	CAL	830	165	310	49	2.0	6.3	91	110	比較例
8	F	1150	900	600	80	CAL	830	170	320	48	2.1	6.1	82	109	比較例

【0051】比較例：転炉出鋼後、300tonの溶鋼をRH脱ガス装置にて脱炭処理し、C：0.0015wt%、Si：0.006wt%、Mn：0.15wt%、P：0.020wt%、S：0.005wt%に調整するとともに、溶鋼温度を1590℃に調整した。この溶鋼中に、Alを1.2～1.6kg/ton添加し脱酸処理を行った。脱酸処理後の溶鋼中のAl濃度は0.035wt%であった。その後、Fe-Tiを添加するとともに、Fe-Nb、Fe-Bを添加して成分組成の調整を行った。なお、この処理の後のTi濃度は0.040wt%であった。次に、上記溶鋼を、2ストランドスラブ連続铸造装置にて铸造し、連铸スラブを製造した。なお、このときの、タンディッシュ内溶鋼に含まれる介在物の平均的な組成は、95～98wt%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、5wt%以下のTi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>からなるクラスター状の介在物が主体であった。铸造時にタンディッシュならび

に浸漬ノズル内にArガスを吹き込まなかった場合には、著しくノズルにAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>が付着し、3チャージ目にスライディングノズルの開度が著しく増加し、ノズル詰まりにより铸込みを中止した。また、Arガスを吹いた場合にも、ノズル内にはAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>が大量に付着しており、8チャージ目にはモールド内の湯面の変動が大きくなり铸込みを中止した。次に、上記連铸スラブは4.0mmまで熱間圧延したのち、0.8mmまで冷間圧延し、さらに、連続焼鈍ラインにて再結晶焼鈍を行った。鋼組成を表1に、介在物組成を表2に示す。また、熱延、冷延および焼鈍の各条件（製造条件）を表3中に示す。この焼鈍板にはヘゲ、スリーバ、スケールなどの非金属介在物性の欠陥は、0.30個/1000m-コイル認められた。機械的性質、酸化物系介在物のサイズ、穴拡張率については表3中に比

較例として示した。

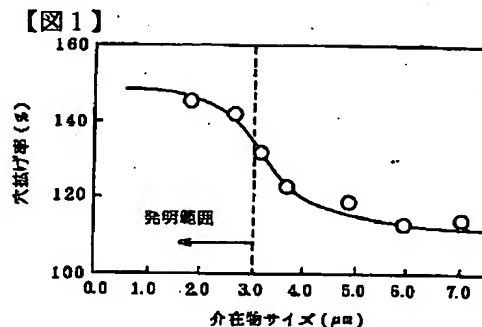
【0052】

【発明の効果】以上説明したように、本発明にかかる鋼板は、これの製造に当たり、連続鋳造時にイマージョンノズルの閉塞を引き起こすことがなく、しかも圧延薄鋼板の表面は非金属介在物に起因する表面欠陥がほとんど

皆無で極めて清浄な深絞り用鋼板である。さらに優れた穴拡げ率を有するので、自動車用薄鋼板などとして実に好適に用いられる。

【図面の簡単な説明】

【図1】穴拡げ率におよぼす酸化物系介在物サイズの影響を示すグラフである。



フロントページの続き

(72)発明者 鍋島 誠司  
岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内  
(72)発明者 奥山 健一  
岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

(72)発明者 上原 博英  
岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内  
Fターム(参考) 4K037 EA02 EA04 EA09 EA15 EA16  
EA18 EA19 EA23 EA25 EA27  
EA31 EA36 EB02 EB03 EB06  
EB08 EB09 FA01 FA02 FA03  
FC02 FC03 FC04 FE01 FE02  
FE03 FJ05 FJ06 HA05